
第 51 卷　第 8 期　　金属学报　　Vol.51　No.8
2015 年 8 月　第925-934页　　ACTA METALLURGICA SINICA　　Aug. 2015　pp.925-934

回火温度对2.25Cr-1Mo-0.25V钢粒状贝氏体显微组织和力学性能的影响*

蒋中华　王 培　李殿中　李依依

(中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016)

摘 要 利用纳米压痕仪, OM, SEM, TEM, XRD, EPMA等设备研究了加氢反应器用2.25Cr-1Mo-0.25V钢正火态粒状贝氏体组织及力学性能随回火温度的变化. 结果表明, 2.25Cr-1Mo-0.25V钢正火后得到由贝氏体铁素体、马氏体和残余奥氏体岛(M-A岛)组成的粒状贝氏体组织. 纳米压痕测量结果表明, 由于M-A岛中富集C, 其硬度显著高于贝氏体铁素体. 在回火过程中, M-A岛分解和贝氏体铁素体软化的综合作用导致了2.25Cr-1Mo-0.25V钢在−18 ℃的冲击功随着回火温度的升高先增加后减少. 除了铁素体基体回复再结晶软化效应外, 粒状贝氏体组织中硬相M-A岛回火转变程度以及析出碳化物形貌、尺寸和分布是影响2.25Cr-1Mo-0.25V钢冲击韧性的关键因素.

关键词 2.25Cr-1Mo-0.25V钢, 粒状贝氏体, 冲击韧性, 马氏体-奥氏体岛

中图法分类号 TG161　　**文献标识码** A　　**文章编号** 0412-1961(2015)08-0925-10

EFFECTS OF TEMPERING TEMPERATURE ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF GRANULAR BAINITE IN 2.25Cr-1Mo-0.25V STEEL

JIANG Zhonghua, WANG Pei, LI Dianzhong, LI Yiyi

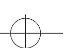
Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: WANG Pei, associate professor, Tel: (024)83970106, E-mail: pwang@imr.ac.cn

Manuscript received 2014-12-29, in revised form 2015-04-22

ABSTRACT 2.25Cr-1Mo-0.25V steel is the most popular material used for pressure-vessel applied at elevated-temperature in hydrogen environment. For higher process efficiencies in future coal-conversion plants, chemical processing plants, and petrochemical-refining plants, much thicker cross-section component are necessary for constructing much larger pressure-vessel for these plants. Because of the thick cross-section, the cooling rate in the central region of the component is insufficient to obtain low bainite during quenching treatment, and a large amount of granular bainite appears in the central region. Previous studies have shown that good impact toughness can be achieved by appropriate tempering for 2.25Cr-1Mo-0.25V steel with low bainite microstructure. However, the impact toughness of 2.25Cr-1Mo-0.25V steel with granular bainite after tempering always cannot satisfy the demanding requirement due to the unclear understanding of the evolution of microstructure and mechanical properties during tempering. In this work, the influence of tempering on the microstructure and mechanical properties of 2.25Cr-1Mo-0.25V steel with granular bainite microstructure was investigated by OM, XRD, SEM, TEM and EPMA. The results show that the normalized 2.25Cr-1Mo-0.25V steel with granular bainite microstructure is composed of bainite ferrite and island of martensite and austenite (M-A island). Nanoindentation test indicates that M-A island is much harder than that of metrix bainite ferrite, because of the high concentration of carbon in M-A is-

* 收到初稿日期: 2014-12-29, 收到修改稿日期: 2015-04-22
作者简介: 蒋中华, 男, 1989年生, 硕士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00719



lands. The synergistic effect of the decomposition of M-A islands and softening of bainite ferrite determined that Charpy absorbed energy at −18 ℃ increases first and then decreases with the increasement of tempering temperature. The degree of decomposition of M-A islands and the morphology, size and distribution of carbides in granular bainite, coupled with the softening effect of bainite ferrite recrystallization are the key factors determining low-temperature impact toughness of 2.25Cr-1Mo-0.25V steel.

KEY WORDS 2.25Cr-1Mo-0.25V steel, granular bainite, impact toughness, M-A island

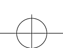
低碳Cr-Mo钢具有较高的抗蠕变性能、优异的抗氧化性和氢脆性能、优良的加工工艺性能以及经济性, 已被广泛应用于石油裂解、煤液化等能源深加工领域. 世界范围内的石油需求紧张及原油价格的不断上涨, 要求不断提高石油精炼的效率, 由此出现的重质或超重油裂化技术要求加氢设备用材料应能适应更加苛刻的服役环境, 因此, 逐渐选用2.25Cr-1Mo-0.25V钢替代传统的Cr-Mo钢[1~3]. 在实际工程应用中, 2.25Cr-1Mo-0.25V钢锻件的热处理工艺通常为淬火+高温回火, 热处理后得到回火上贝氏体、下贝氏体和粒状贝氏体等混合组织. 一般在淬火速度较快时, 淬火后得到以下贝氏体为主的组织, 经合理的回火处理后, 2.25Cr-1Mo-0.25V钢具有良好的强韧性匹配[4]. 随着加氢装置尺寸和功率的不断增大, 2.25Cr-1Mo-0.25V钢锻件壁厚大幅增加, 受限于实际生产中淬火冷却能力, 壁厚增加至一定程度后锻件心部难以淬透, 常获得以粒状贝氏体组织为主的组织. 因此, 厚壁2.25Cr-1Mo-0.25V钢锻件淬火显微组织从表层到心部逐渐变化. 由于大断面厚锻件淬火态显微组织的梯度变化, 实际生产中使用传统的回火热处理工艺后, 往往出现锻件心部冲击韧性差且不稳定的问题. 因此, 在淬火组织以粒状贝氏体为主的基础上, 研究回火工艺对2.25Cr-1Mo-0.25V钢显微组织和力学性能的影响具有重要的理论和应用价值.

关于Cr-Mo低合金钢回火过程组织演变, 尤其是第二相和力学性能的研究一直以来受到国内外研究者关注. 研究[4~7]表明, 回火工艺参数直接影响Cr-Mo低合金钢显微组织和力学性能. 陶鹏等[3]研究了2.25Cr-1Mo-0.25V钢焊缝高温回火过程中第二相的演变过程, 结果表明, 在回火过程中第二相存在复杂的变化过程. 李振江等[5]研究了不同回火温度对G18CrMo2-6钢显微组织和冲击性能的影响, 认为回火后组织中第二相类型、形貌、尺寸和分布是影响其冲击性能的关键因素. 屈岳波等[8]研究了2.25Cr-1Mo钢焊缝中残余奥氏体含量对冲击性能的影响, 发现回火热处理工艺影响残余奥氏体含量进而显著影响冲击韧性. 上述这些研究主要以上贝氏体、下贝氏体以及粒状贝氏体混合组织为原始组织, 而以粒状贝氏体为原始组织的Cr-Mo低合金钢回火转变对力学性能的研究尚未见报道. 同时, 上述研究多将注意力集中在回火过程的组织演化, 而忽略了淬火(或正火)原始组织中成分、组织的不均匀性对回火过程显微组织和性能的影响. Klueh和Nasreldin[9]在研究3Cr-1.5Mo钢显微组织和力学性能的关系时, 发现回火前组织状态对回火过程组织演变以及力学性能有着重要影响, 其中粒状贝氏体的强韧性受回火工艺参数影响比下贝氏体更为显著. Luo等[10]研究了低合金Cr-Mo钢正火态组织中马氏体/奥氏体(M-A)岛在回火过程的演变对冲击性能造成的影响, 认为通过合理控制回火温度来调节M-A岛转变程度可获得最优的冲击韧性. Zhang等[11]对比研究了2.25Cr-1Mo-0.25V钢分别以淬火和正火态为原始组织, 在700 ℃回火时回火温度对碳化物演化的影响, 结果表明, 不同的原始组织对碳化物在回火保温时演化行为影响很大. 因此, 为了使2.25Cr-1Mo-0.25V钢在回火后得到合适的力学性能, 需要弄清淬火(或正火)态组织的显微特征, 并在此基础上分析回火过程显微组织的演化引起其力学性能的变化.

本工作以2.25Cr-1Mo-0.25V钢正火空冷获得的粒状贝氏体作为回火处理的初始组织, 研究了回火过程中粒状贝氏体组织演化情况, 分析不同回火温度下粒状贝氏体组织中M-A岛分解转变、贝氏体铁素体基体软化以及碳化物析出行为对2.25Cr-1Mo-0.25V钢力学性能的影响, 为实际低合金Cr-Mo钢大型铸锻件制定合适的回火热处理工艺提供理论指导.

1 实验方法

实验所用的材料取自于实际生产大型加氢反应器用锻态厚板, 测定的化学成分如表1所示. 表1还列出了ASME标准中2.25Cr-1Mo-0.25V钢的化学成分范围. 可见, 实验所用材料的化学成分符合ASME标准要求. 将锻态厚板切割成60 mm×40 mm×13 mm的试样块, 首先对试样块进行940 ℃



保温2 h的空冷正火处理, 随后进行不同工艺的回火处理, 回火温度分别为500, 630, 680, 700, 720和750 ℃, 保温时间为4 h, 出炉后空冷.

将正火态试样电解抛光后, 利用Nanoidenter XP型纳米压痕仪进行纳米压痕实验, 为了获得各相的可靠数据, 在试样上连续进行120次纳米压痕实验, 120个压痕点构成一个间距为10 μm的10×12矩形矩阵, 加载载荷为3000 μN. 回火热处理后取金相试块进行组织分析. 金相试样经研磨、抛光后, 分别用4% (体积分数)的硝酸酒精或热染腐蚀技术[12] (将抛光的试样用4%的硝酸酒精预腐蚀15 s后, 置于空气氛围的热处理炉中, 在260 ℃保温2.5 h, 利用此技术, 在显微镜下可以观察到不同相显示不同的颜色, 其中贝氏体铁素体呈蓝紫色, 马氏体呈棕色, 残余奥氏体呈米黄色)进行金相腐蚀后, 采用S-3400N型扫描电镜(SEM)和LEXT-OLS4100型激光共聚焦显微镜(CLSM)进行显微组织观察. 使用EPMA-1610型电子探针(EPMA)分析正火态试样显微组织中合金元素分布情况.

利用D/Max-2500PC型X射线衍射仪(XRD)测量不同热处理条件下试样中的奥氏体含量, 选取奥氏体(200)峰和马氏体(200)峰计算确定其相对含量. 利用Tenupol-5双喷电解减薄仪制备透射电镜样品, 制备过程为: 先将薄片试样减薄至50 μm左右, 用冲样器冲成直径3 mm的圆片, 再利用双喷减薄仪减薄成薄膜试样, 双喷液为无水乙醇+10% (体积分数)高氯酸溶液, 温度为–25~–20 ℃, 电流为30~50 mA. 采用Tecmai G^2 20透射电镜(TEM)观察样品中析出相的形貌和分布, 同时使用TEM自带的能谱(EDS)对碳化物化学成分进行分析. 采用Linseis快速淬火膨胀测试仪测试材料的相变点.

对不同热处理条件下的2.25Cr-1Mo-0.25V钢进行力学性能测试. 拉伸实验按照GB/T228.1-2010进行, 采用直径5 mm的标准拉伸试样, 实验设备为AG-100KNG拉伸机. 冲击实验按照GB/T2651-2008进行, 试样为10 mm×10 mm×55 mm的标准V型缺口冲击试样, 测试温度为–18 ℃, 实验设备为BKP450. 其中拉伸性能测试进行2次取其平均值, 冲击韧性性能测试4次. 冲击断口经清洗后, 使用S-3400型SEM观察断口. 根据断口截面金相技术利用CLSM观察裂纹扩展与显微组织的关系.

2 实验结果与分析

2.1 粒状贝氏体组织特征

使用热膨胀法对2.25Cr-1Mo-0.25V钢平衡相变点的测量显示, 其奥氏体化开始温度为776 ℃, 结束温度为887 ℃, 因此本实验奥氏体化温度选为940 ℃. 图1是2.25Cr-1Mo-0.25V钢在940 ℃保温

表1 标准及实验用2.25Cr-1Mo-0.25V钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of the steel 2.25Cr-1Mo-0.25V in ASME standard and this work

(mass fraction / %)

Material	C	Cr	Mo	V	Ni	Mn	Si	P	S	Fe
Standard	≤0.17	2.0~2.5	0.9~1.1	0.25~0.35	≤0.25	0.3~0.6	≤0.10	≤0.015	≤0.010	Bal.
Experimental	0.14	2.46	1.00	0.28	0.15	0.59	0.05	0.006	0.002	Bal.

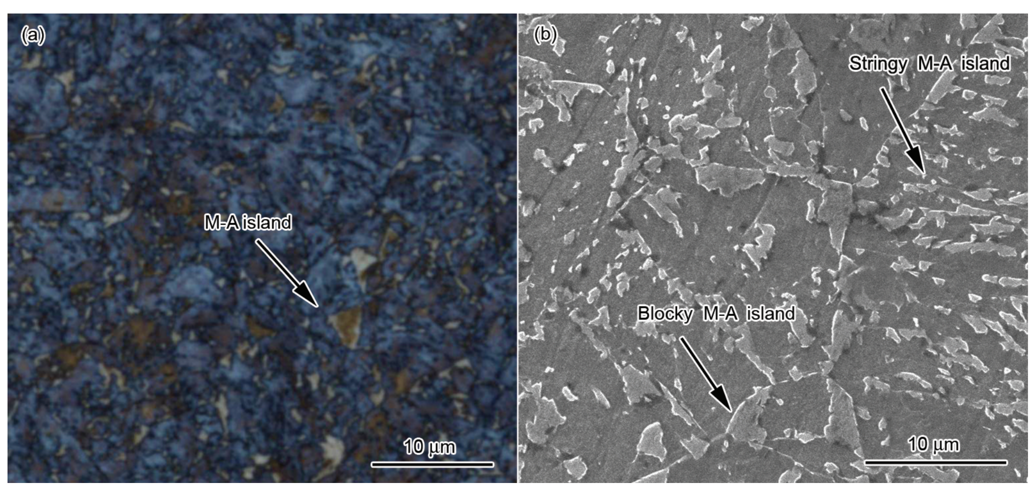


图1 2.25Cr-1Mo-0.25V钢正火后显微组织的OM和SEM像

Fig.1 OM (a) and SEM (b) images of nomalized 2.25Cr-1Mo-0.25V steel (M-A—martensite-austenite)

2 h后空冷至室温的显微组织的OM和SEM像. 可见, 由于钢中含有Mn, Cr, Mo等提高淬透性元素, 在空冷后得到粒状贝氏体组织, 无先共析铁素体和珠光体出现. 粒状贝氏体组织由铁素体基体和岛状组织组成, 电子衍射分析表明, 这种岛状组织多为马氏体/奥氏体的混合体, 也有单一的马氏体或奥氏体, 故简称M-A岛[13~16]. 若岛状组织以混合体组成时, 奥氏体一般分布于岛的边缘(图1a中箭头所示), 这归因于奥氏体在连续冷却转变中C的扩散, C的梯度分布能够稳定位于马氏体边缘的残余奥氏体, 另外, 体积的限制也对马氏体边缘的残余奥氏体稳定起着重要作用[13]. 利用TAS型图像分析仪测得正火态下, M-A岛的体积分数为22%. 利用XRD测得其中残余奥氏体含量为5.3% (体积分数). 从空冷获得的粒状贝氏体组织中M-A的形态、分布状态可将粒状贝氏体中的M-A岛分为两类: 一类是大块状的M-A岛, 主要分布于晶界; 另外一类为长条的M-A岛, 分布于铁素体基体内或板条界内. 文献[13]和[14]认为, 块状的混合型M-A岛和一些单一的马氏体岛分布在原奥氏体晶界上, 而分布于贝氏体板条间的长条形M-A岛多为残余奥氏体, 造成此差异的原因主要是由于相变过程中C扩散差异以及体积束缚效应所致.

多数学者[5,10,13,14]根据M-A岛的形成机制推测M-A岛属脆硬组织, 但未给出定量数据. 本工作利用纳米压痕仪测量了贝氏体铁素体与大块状M-A岛2种组织的纳米硬度. 图2为其纳米压痕力学响应位移-载荷曲线. 通过曲线计算得到铁素体基体硬度为3.8 GPa, 大块状M-A岛硬度为5.8 GPa, M-A岛硬度明显高于基体硬度. 利用EPMA对粒状贝氏体组织中合金元素分布情况表征结果表明, Cr, Mo等置换型合金元素在铁素体基体和M-A岛中未发现明显分布差异, 但M-A岛中的C浓度明显高于基体(图3). 因此, M-A岛中的马氏体常以孪晶马氏体出现, 如图4所示. 同时, 从图3还可以看出, 不同M-A岛之间也存在明显的C含量差异.

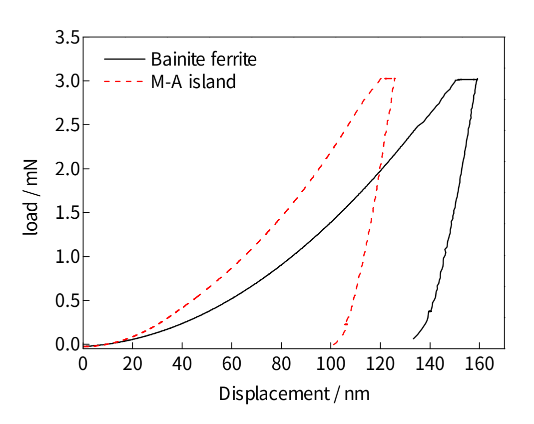


图2 粒状贝氏体中贝氏体铁素体和M-A岛纳米压痕载荷-位移曲线

Fig.2 Representative load-displacement curves recorded during nanoindentations of bainite ferrite and M-A island

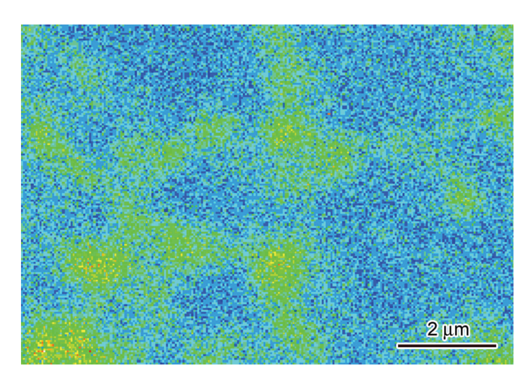


图3 粒状贝氏体组织中C元素分布

Fig.3 Distribution of carbon element in granular banite obtained by EPMA

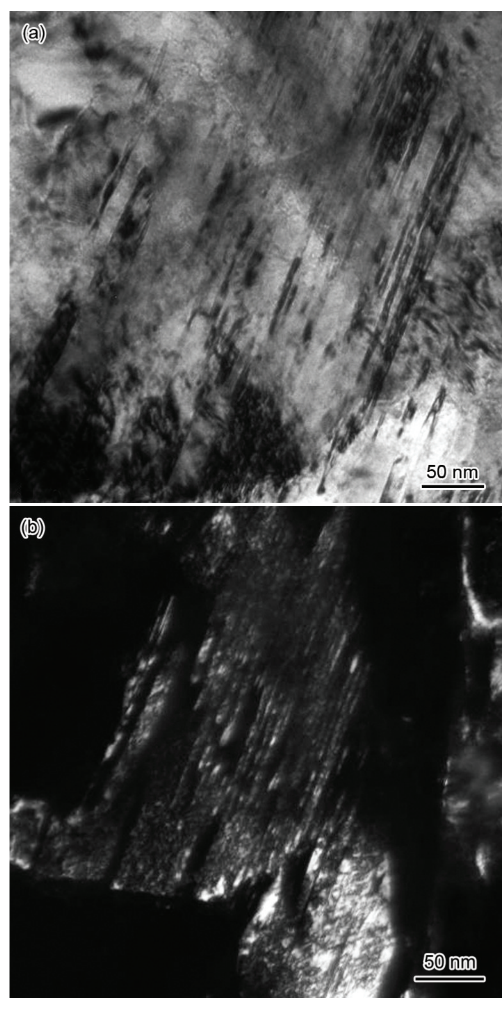


图4 M-A岛中的马氏体的TEM像

Fig.4 Bright field (a) and dark field (b) TEM images of martensite in the M-A island

2.2 回火温度对粒状贝氏体力学性能的影响

2.25Cr-1Mo-0.25V钢经940 ℃保温2 h空冷后组织为典型的粒状贝氏体组织, 此时其抗拉强度σ_b为1163 MPa, 屈服强度σ_s为925 MPa, -18 ℃冲击过程中发生脆性断裂, 冲击功仅为7 J. 图5为2.25Cr-1Mo-0.25V钢经过不同温度回火处理4 h后的拉伸性能. 可见, 在630 ℃以下温度回火时, σ_b和σ_s均呈缓慢下降的趋势. 当回火温度升高至630~750 ℃区间时, σ_b和σ_s快速下降. 当回火温度升高至750 ℃时, σ_b和σ_s分别下降至695和543 MPa, 但仍高于ASME规范对大型加氢反应器用2.25Cr-1Mo-0.25V钢材料力学性能指标要求($\sigma_b \geq 585$ MPa; $\sigma_s \geq 415$ MPa). 材料延伸率随着回火温度升高呈现出与强度相反的变化趋势, 500 ℃回火时, 延伸率最低, 为11.9%, 经750 ℃回火后, 延伸率达到峰值(25.0%).

图6给出了940 ℃保温2 h正火空冷后2.25Cr-1Mo-0.25V钢经不同温度回火, 在-18 ℃下的冲击韧性. 可见, 在500~720 ℃之间回火时, 随着回火温度的升高冲击韧性得到一定程度的提高. 680 ℃以下回火时, 随着回火温度的升高冲击韧性小幅度增

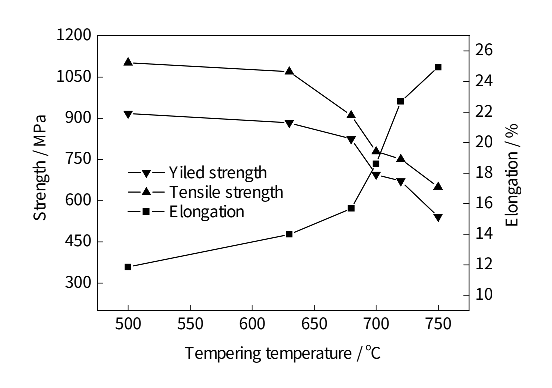


图5 回火温度对2.25Cr-1Mo-0.25V钢力学性能的影响

Fig.5 Effects of tempering temperature on the mechanical properties of 2.25Cr-1Mo-0.25V steel

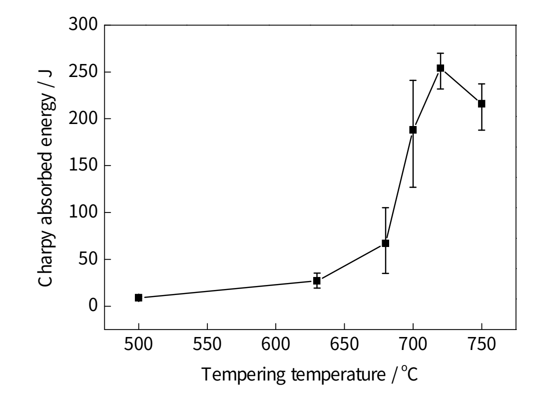


图6 回火温度对2.25Cr-1Mo-0.25V钢冲击韧性的影响

Fig.6 Effects of tempering temperature on the impact toughness of 2.25Cr-1Mo-0.25V steel

加, 冲击功整体较低. 经720 ℃回火后平均冲击功达到峰值254 J, 且4个试样的冲击功较稳定. 当回火温度继续升高至750 ℃时, 试样的冲击韧性略低于720 ℃回火试样, 且冲击功稳定性下降. 在700~750 ℃回火后, -18 ℃下各个冲击试样的冲击功在127~270 J之间波动, 但韧性较好. ASME规范要求大型加氢反应器用2.25Cr-1Mo-0.25V钢-18 ℃下的平均冲击功≥54 J, -18 ℃下测试试样最小冲击功≥48 J. 从图5和6可以看出, 正火空冷得到粒状贝氏体组织的2.25Cr-1Mo-0.25V钢经700~750 ℃回火后能同时满足强度和冲击韧性的要求, 其中以720 ℃回火后试样的综合力学性能最佳.

2.3 回火温度对显微组织的影响

2.25Cr-1Mo-0.25V钢经不同温度回火处理后显微组织的SEM和TEM像分别如图7和8所示. 图8a是正火后铁素体基体的TEM像. 可以看到, 铁素体基体存在清晰的板条结构, 且具有很高的位错密度, 位错线上无第二相粒子析出, 说明采用940 ℃正火可以使碳化物基本溶解, 保证Cr, Mo, V等合金元素充分溶解于铁素体中, 进而能增强固溶强化效果及回火后碳化物的弥散强化. 500 ℃回火时, 在SEM下观察显微组织仍然保留着正火组织特征(图7a). XRD测量表明, 500 ℃回火后, M-A岛中的残余奥氏体已经完全发生转变, 这可能是由于在回火过程中应力释放以及细小碳化物析出使得M-A岛中残余奥氏体转变为马氏体和细小的碳化物所致[10]. 在630和680 ℃回火保温4 h的显微组织中仍然含有大量的岛状相, 组织中析出的碳化物主要呈针状和片条状分布于铁素体基体上, 如图7b和c所示. 在630 ℃下回火时, TEM下能观察到试样基体内及位错线上存在大量极细小的针状碳化物(图8b), 升高回火温度至680 ℃时, 析出相中碳化物尺寸增大, 主要呈片条状分布于铁素体基体内(图8c). 在低于680 ℃回火时铁素体基体位错密度仍然较高, 文献[15~18]认为, CrMoV钢在较低温度回火时, 贝氏体铁素体基体中析出的MC, M_3C型等沉淀相对位错有钉扎作用, 阻碍了铁素体基体在较低回火温度下发生回复再结晶. 因此, 2.25Cr-1Mo-0.25V钢正火得到的粒状贝氏体组织具有较高的回火抗力. 从图7d和e可以看出, 700和720 ℃回火后, 组织中的岛状相已基本分解为碳化物和铁素体, 贝氏体铁素体基体中以及晶界上析出的碳化物也已基本发生球化, 此外, 回火过程还伴随着铁素体中位错胞及胞内位错线逐渐消失, 使基体的位错密度降低. 在TEM下仍然能在700 ℃回

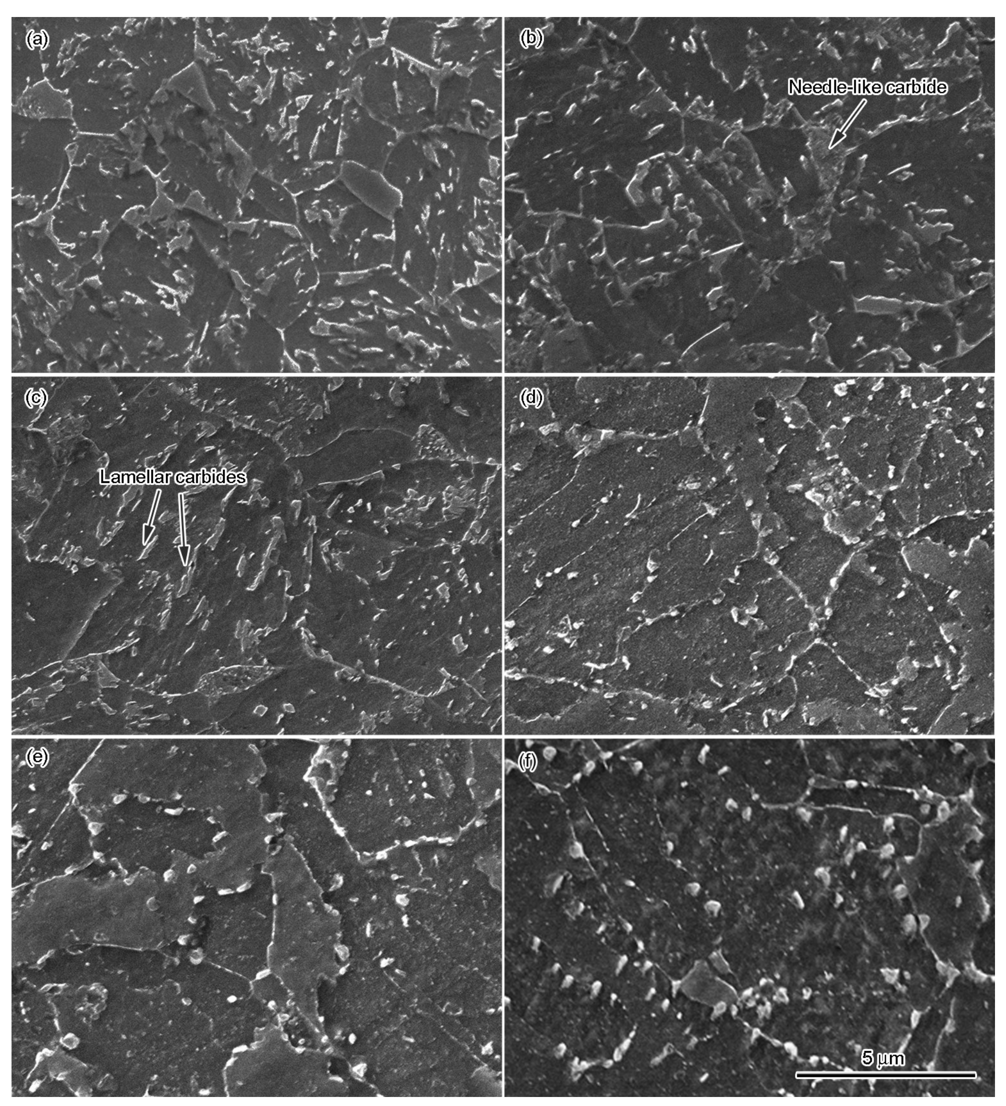


图7 2.25Cr-1Mo-0.25V钢经正火和不同温度回火后显微组织的SEM像

Fig.7 SEM images of normalized 2.25Cr-1Mo-0.25V steel tempered at 500 ℃ (a), 630 ℃ (b), 680 ℃ (c), 700 ℃ (d), 720 ℃ (e) and 750 ℃ (f)

火试样晶界处个别位置观察到未充分溶解的岛状相, 此时的岛状相内部可以观察到长条形状碳化物(图8d). 当回火温度为750 ℃时, 铁素体基体的板条结构完全消失, 此时碳化物主要分布于晶界处并发生较明显的粗化现象, 通过SAED花样及EDS分析可知, 在晶界处分布的长条状或颗粒状第二相大多为$M_{23}C_6$型碳化物, EDS分析结果表明, 碳化物中合金元素主要为Fe和Cr, 而Mo和V含量较少.

由上可知, 2.25Cr-1Mo-0.25V钢在500~750 ℃区间内回火时, 当回火温度低于630 ℃时, 粒状贝氏体铁素体基体在一定程度上仍保留了正火态的特征, 组织中存在大量的岛状相及针状碳化物分布于铁素体基体上. 随着回火温度升高, 铁素体边界趋于平直, 板条结构逐渐消失, 岛状相分解成铁素体和片条状的碳化物, 铁素体基体上的针状或片条状碳化物聚集长大并球化, 当回火温度升高至750 ℃时, 铁素体已出现等轴化, 碳化物明显向晶界聚集长大. 因此, 在500~750 ℃回火处理后, 随着回火温度的升高, 基体逐渐软化, 抗拉强度和屈服强度呈整体下降趋势.

2.4 不同温度回火后冲击断口分析

图9和10分别给出了正火后的2.25Cr-1Mo-0.25V钢经不同温度回火后在–18 ℃下的冲击断口SEM像和冲击断口侧剖面的CLSM像. 可见, 500和630 ℃回火试样呈解理断口或准解理断口, 解理断面具有不同大小的单元解理的小刻面(unit cleavage) (图9a和b). 630 ℃回火试样的单元解理面较小, 表明单元扩展路径(unit crack path)较小, 微裂纹沿着解理面扩展受阻后而改变扩展方向需要消耗更多能量, 同时解理断裂区还存在带有细小韧窝的

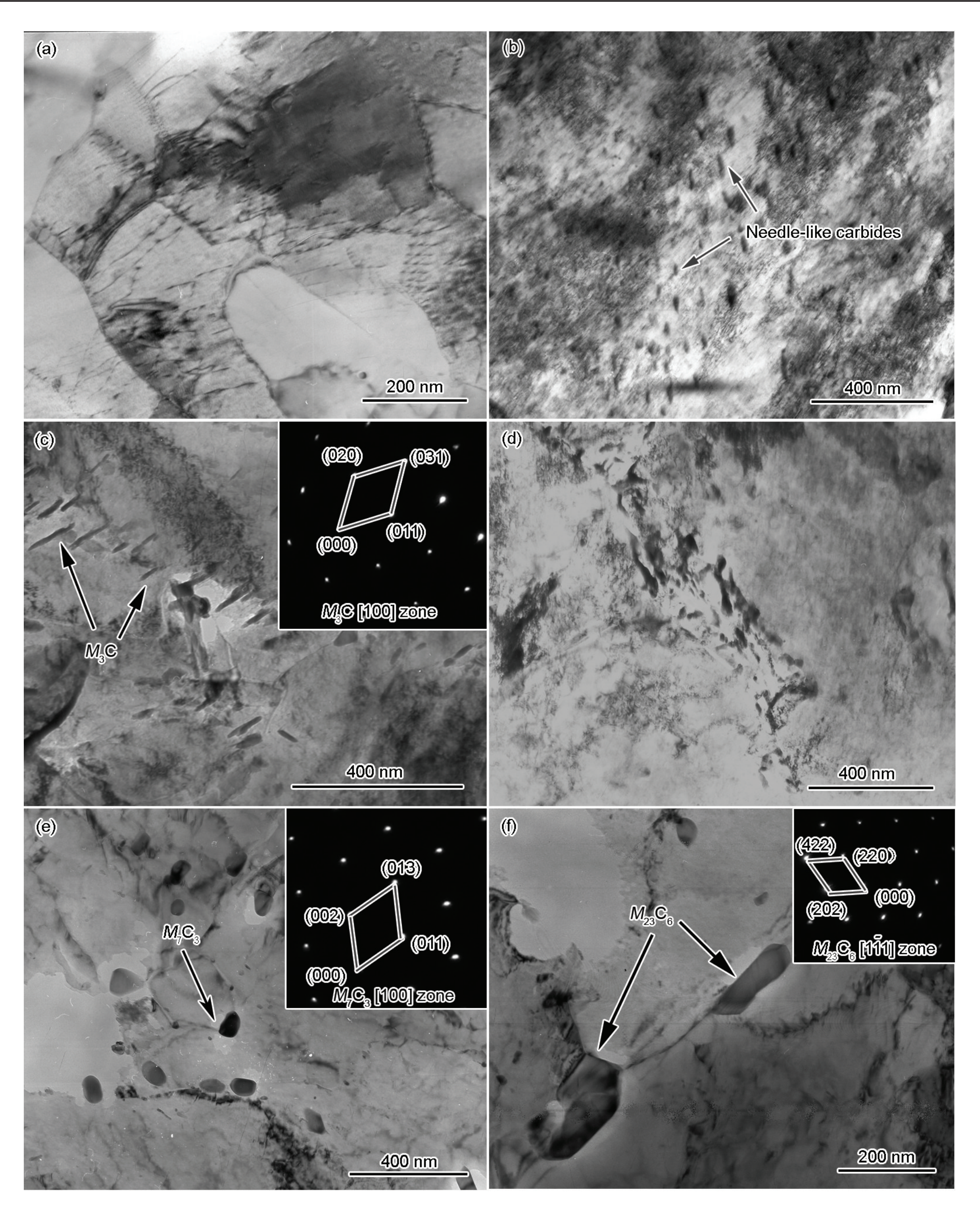


图8 2.25Cr-1Mo-0.25V钢回火组织TEM像及碳化物的SAED花样

Fig.8 TEM images of 2.25Cr-1Mo-0.25V steel normalized (a) and tempered at 630 ℃ (b), 680 ℃ (c), 700 ℃ (d), 720 ℃ (e) and 750 ℃ (f) (Insets show the corresponding SAED patterns)

韧性撕裂带(图9b中箭头所示), 这些撕裂带有利于韧性的提高, 因此630 ℃回火试样冲击韧性较500 ℃回火有所提高. 从冲击断口侧剖面CLSM像(图10a和b)可以看出, 在断口附近M-A岛与铁素体基体剥离而形成了微裂纹(如10a和b中箭头所示), 产生的微裂纹较为平直且周围铁素体基体无明显变形, 这些微裂纹可作为裂纹快速扩展的路径. 在680和700 ℃温度回火后, 试样冲击断口中呈现一定比例的韧窝(图9d中插图), 从断口侧剖面CLSM像中仍可以观察到一些微裂纹(图10c和d), 但此时的微裂纹附近的铁素体已发生明显塑性变形, 一些裂纹出现了分叉现象(图10c箭头所示), 也能观察到一些微裂纹起裂于未完全分解的M-A岛周围. 在720 ℃回火时, 冲击断口韧窝较大且深, 分布均匀, 试样为韧性断裂(图9e), 此时组织中的M-A岛完全分解成铁素体和弥散的颗粒状碳化物, 铁素体基体在裂纹形成和扩展时发生大量的塑性变形而消耗能量(如图10e箭头所示, 断口附近的裂纹产生了明显的变形), 此时试样冲击功最高. 在回火温度为750 ℃时, 冲击试样仍呈韧性断裂(图9f), 组织中的

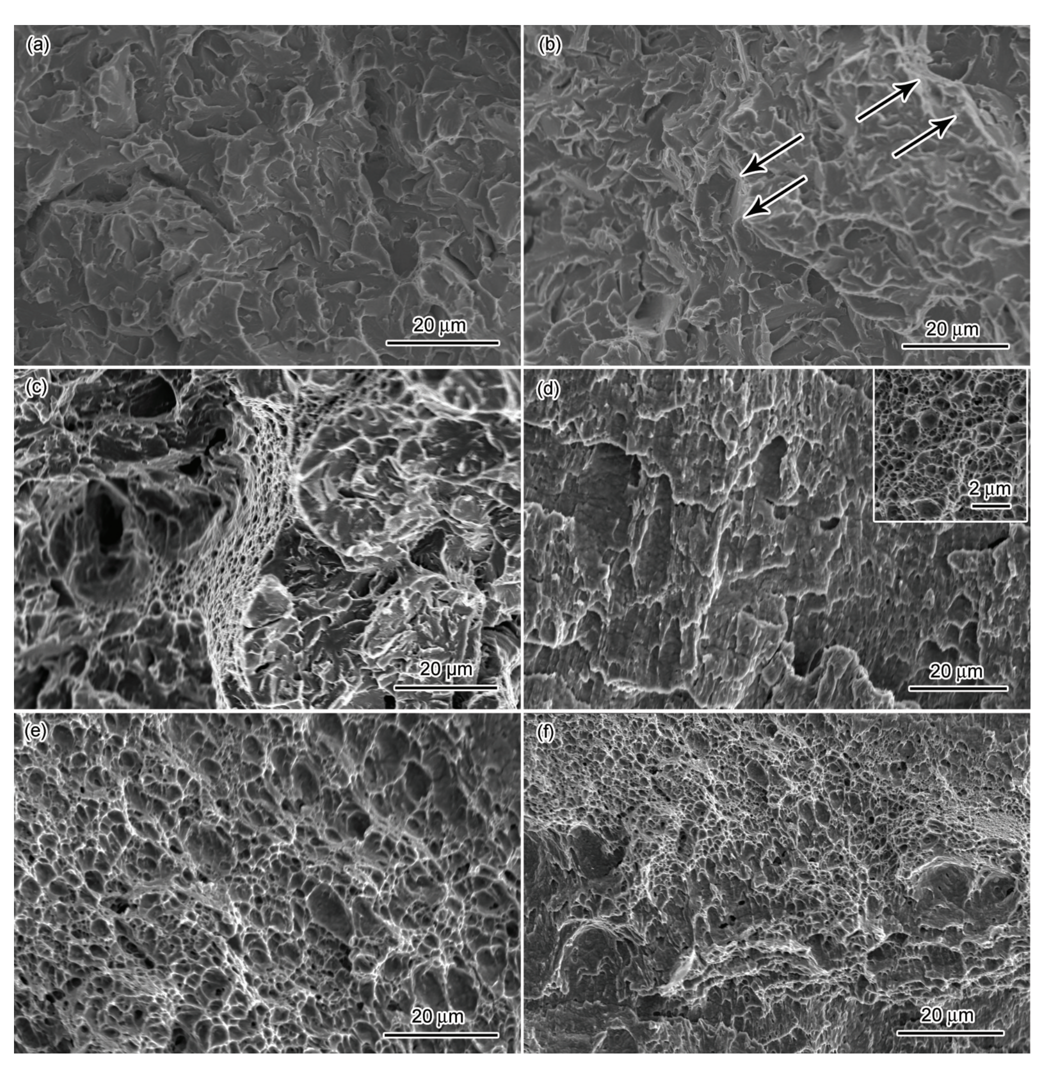


图9 不同温度回火后2.25Cr-1Mo-0.25V钢在−18 ℃低温冲击断口形貌

Fig.9 Fracture surface morphologies of 2.25Cr-1Mo-0.25V steel tempered at 500 ℃ (a), 630 ℃ (b), 680 ℃ (c), 700 ℃ (d), 720 ℃ (e) and 750 ℃ (f) after Charpy impact test at −18 ℃ (Arrows in Fig.9b indicate ductile fracture bands and inset in Fig.9d indicates a region of dimples)

板条结构消失, 铁素体呈多边形、等轴化方向发展, 铁素体基体发生回复软化效应, 使得阻碍裂纹扩展能力相对较弱.

2.25Cr-1Mo-0.25V钢经940 ℃保温2 h后空冷, 得到粒状贝氏体组织, 经过不同温度回火后, 由于M-A岛的转变分解程度以及转变成的碳化物的尺寸、形貌不同, 其冲击功表现出明显的差异. 从实验结果可以推测, 相同正火工艺下, 影响2.25Cr-1Mo-0.25V钢回火冲击韧性的关键因素为基体组织回火软化效应、M-A岛的回火转变程度以及碳化物的形貌和分布[19~23]. 由组织观察结果可知: 在较低温度回火时, 粒状贝氏体中M-A岛具有较高的稳定性, 铁素体基体中析出针状弥散的碳化物; 随着回火温度升高, 粒状贝氏体中M-A岛逐渐分解为铁素体和片条状碳化物, 基体中的针状碳化物聚集长大并发生球化; 进一步升高回火温度, 对片条状的碳化物而言, 其界面曲率差异造成化学势不一致, 化学势差为C的扩散提供驱动力, 从而会导致平直面的碳化物的球化[5,23], 同时, 碳化物对铁素体板条界面的钉扎作用减弱, 使铁素体板条界面趋于平直, 铁素体基体向多边化、等轴化方向发展. 因此, 随着回火温度的升高, 铁素体基体出现回复软化, 碳化物由针状或片条状逐渐转变为颗粒状, 并有聚集长大的倾向.

在低于630 ℃回火时, 一方面, 组织中仍含有大量微米尺度的未分解的M-A岛组织, 此时M-A岛相当于镶嵌于贝氏体铁素体基体中的硬颗粒, 当试样受外载荷时, M-A组元将阻碍铁素体中位错的运动, 造成位错塞积, 塞积的位错反过来对M-A岛施加应力. 另外, M-A岛与铁素体变形能力不同, 相互之间因变形不协调而导致应力出现, 塞积的位错与

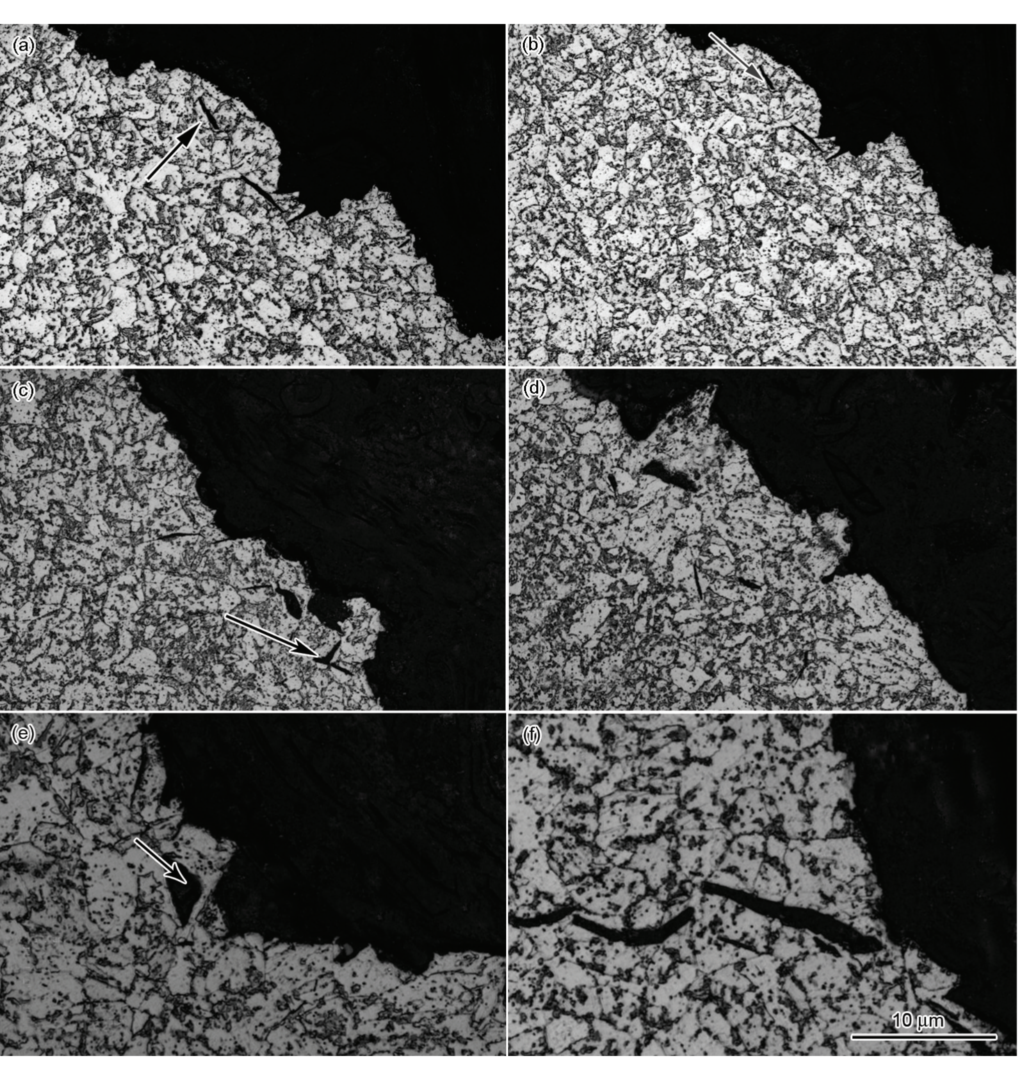


图10 不同温度回火后2.25Cr-1Mo-0.25V钢在-18 ℃低温冲击断口侧剖面CLSM像

Fig.10 CLSM images of the cross-sectional area of the Charpy impact specimens fractured at -18 ℃ for the 2.25Cr-1Mo-0.25V steel normalized and tempered at 500 ℃ (a), 630 ℃ (b), 680 ℃ (c), 700 ℃ (d), 720 ℃ (e) and 750 ℃ (f) (Arrows indicate the corresponding microcracks)

应力的交互作用使M-A岛破碎或与基体发生剥离或者造成周边铁素体因应力集中形成微裂纹, 在外载荷的进一步作用下, 那些满足Griffith条件的微裂纹扩展进入铁素体, 造成解理断裂, 严重恶化冲击韧性[24~26]; 另一方面, 基体组织析出细小的针状碳化物, 对位错有较强的钉扎作用, 即基体组织的软化效应较弱, 同时在较低温回火时M-A岛或碳化物与铁素体基体的界面或界面周围处仍然有较高的残余应力, 也导致在后续冲击过程中, 其界面附近或周围更易到达临界断裂应力门槛值, 从而诱发裂纹萌生, 造成冲击韧性较差[5,9,27].

在680 ℃回火时, 相当比例的岛状组织已分解为片条状或粒状的碳化物, 准解理断裂的发生不仅与未完全分解的岛状组织有关, 也与片条状的碳化物有关, 这是因为在应力作用下, 当基体中位错运动遇到这些长条状碳化物时便受到阻碍, 形成位错塞积, 将会在铁素体和碳化物的界面处形成裂纹, 同时由于片条状碳化物是塑性较差的脆性相, 在冲击载荷作用下, 当应力集中到一定程度时碳化物有可能本身开裂成为裂纹, 或者在界面处开裂. 不管是铁素体和碳化物界面处形成裂纹还是碳化物本身开裂, 均会成为随后准解理断裂的断裂源, 因此在680 ℃回火后材料表现出准解理断裂, 试样冲击功较低.

在680~720 ℃区间回火, M-A岛基本分解为铁素体和碳化物, 贝氏体铁素体基体中细小的针状碳化物已长大并发生球化, 对位错钉扎作用减弱, 致使组织发生了一定的回复、再结晶软化, 导致材料强度的降低, 随着回火温度的升高, 针状或片条状碳化物变为颗粒状弥散分布于铁素体基体上, 细小

弥散颗粒状碳化物降低了应力集中, 明显提升了诱发碳化物-铁素体界面裂纹萌生的临界断裂应力, 使冲击过程中的微裂纹起裂功升高, 降低了应力集中, 使得冲击韧性得到提高. 当回火温度继续升高时, 由于碳化物的粗化以及铁素体基体板条结构的消失, 有效晶粒尺寸增大, 使冲击过程中阻碍裂纹扩展的能力降低, 冲击性能出现一定的下降[28,29]. 因此, 在满足材料强度要求的前提下, 粒状贝氏体2.25Cr-1Mo-0.25 钢回火温度宜选择在M-A 岛已发生完全分解及铁素体基体上析出球化的碳化物温度范围, 以获得良好的强韧性配合.

3 结论

(1) 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢正火后得到粒状贝氏体组织, 由贝氏体铁素体和M-A 岛组成, 其中M-A岛组织由于C的富集, 硬度明显高于基体.

(2) 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢正火后的抗拉强度和屈服强度随着回火温度升高呈逐渐降低的趋势, 750 ℃时强度最低, 但仍然能满足指标要求. 回火温度对冲击韧性影响明显, 当回火温度低于 700 ℃时, 冲击韧性较差, 回火温度为720 ℃时冲击功达到峰值254 J.

(3) 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢正火后得到的粒状贝氏体具有很高的回火稳定性, 经 500~630 ℃回火后, 强度较高, 冲击韧性较差, 这是由于粒状贝氏体存在大量未分解的脆性M-A 岛及铁素体基体内析出细小的针状碳化物对位错的强烈钉扎作用. 当回火温度在 700~720 ℃时, 铁素体基体内的碳化物发生球化, 块状M-A 岛组织基本分解为铁素体和碳化物, 碳化物的形貌由棒状或片条形转变成颗粒状由不均匀到均匀弥散分布, 试样冲击韧性提高. 进一步升高回火温度, 碳化物向晶界聚集长大和铁素体基体明显粗化是试样冲击韧性下降的主要原因. 除了贝氏体基体组织回复软化效应外, 组织中的M-A岛转变以及碳化物性质、尺寸、分布的差异是影响冲击韧性的主要原因.

参考文献

[1] Bhadeshia H K D H. *Bainite in Steels*. 2nd Ed., London: The Institute of Materials, 2001: 323

[2] Klueh R L, Swindeman R W. *Metall Trans*, 1986; 17A: 1027

[3] Tao P, Zhang C, Yang Z G. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 51
(陶 鹏, 张 弛, 杨志刚. 金属学报, 2009; 45: 51)

[4] Guo J. *Master Thesis*, Yanshan University, Qinhuangdao, 2004
(郭 建. 燕山大学硕士学位论文, 秦皇岛, 2004)

[5] Li Z J, Xiao N M, Li D Z, Zhang J Y, Luo Y J, Zhang R X. *Acta Metall Sin*, 2014; 50: 777
(李振江, 肖纳敏, 李殿中, 张俊勇, 罗永建, 张瑞雪. 金属学报, 2014; 50: 777)

[6] Gojic M, Kosec L, Matkovic P. *J Mater Sci*, 1988; 33: 395

[7] Yu J, Mcmahon C J. *Metal Trans*, 1980; 11A: 277

[8] Qu Y B, Huang X Q, Cao B, Cai Z P, Pan J L. *Chin J Mech Eng*, 2011; 47(14): 44
(屈岳波, 黄欣泉, 曹 彬, 蔡志鹏, 潘际銮. 机械工程学报, 2011; 47(14): 44)

[9] Klueh R L, Nasreldin A M. *Metall Trans*, 1987; 18A: 1279

[10] Luo Y, Peng J M, Wang H B, Wu X C. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 3433

[11] Zhang Y T, Song G B, Zhang H Q, Li J F. *139th Annual Meeting & Exhibition—Supplemental Proceedings*, Vol.3, Seattle, USA, 2010 (CD-ROM)

[12] Kovacs B V. *AFS Trans*, 1994; 102: 417

[13] Lambert A, Drillet J, Gourgues A F, Sturel T, Pineau A. *Sci Technol Weld Join*, 2000; 5: 168

[14] Fang H S, Bai B Z, Zheng X H, Zheng Y K, Chen X Y, Zhao R F. *Acta Metall Sin*, 1986; 22: 238
(方鸿生, 白秉哲, 郑秀华, 郑燕康, 陈秀云, 赵如发. 金属学报, 1986; 22: 238)

[15] Sun S W, Mao J F, Lei T Q, He L L. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 1009
(孙树文, 茅建富, 雷廷全, 贺连龙. 金属学报, 2000; 36: 1009)

[16] Sun S W, Lei T Q, Tang Z X, Chen J L, You G, Wang X. *Iron Steel*, 1997; 32(12): 41
(孙树文, 雷廷全, 唐之秀, 陈家伦, 犹 公, 王 欣. 钢铁, 1997; 32(12): 41)

[17] Lei T C, Sun J, Tang C H, Lei M. *Mater Sci Technol*, 1990; 6(2): 124

[18] Irani J J, May M J, Elliott D. *ASTM STP 407*, Philadelphia: ASTM, 1968: 168

[19] Tezuka H, Sakurai T. *Int J Pressure Vessel Pipe*, 2005; 82: 165

[20] Guan K, Xu X, Xu H, Wang Z. *Nucl Eng Des*, 2005; 235: 2485

[21] Briant C L. *Mater Sci Technol*, 1989; 5: 138

[22] Michaud P, Delagnes D, Lamesle P, Mathon M H. *Acta Mater*, 2007; 25: 4877

[23] Yang H, Kim S. *Mater Sci Eng*, 2001; A319: 316

[24] Lan L Y, Qiu C L, Zhao D W, Gao X H, Du L X. *Mater Sci Eng*, 2011; A529: 192

[25] Chen J H, Kikuta Y, Araki T, Yoneda M, Matsuda Y. *Acta Metall*, 1984; 32: 1779

[26] Davis C L, King J E. *Metall Mater Trans*, 1994; 25A: 563

[27] Hu G L, Liu Z T, Wang P, Hwa W J, Kang M K. *Mater Sci Eng*, 1991; A141: 221

[28] Chen J D, Mo W L, Wang P, Lu S P. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 1186
(陈俊丹, 莫文林, 王 培, 陆善平. 金属学报, 2012; 48: 1186)

[29] Gao G H, Zhang H, Bai B Z. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 513
(高古辉, 张 寒, 白秉哲. 金属学报, 2011; 47: 513)

(责任编辑:肖素红)

